

## **ДИНАМИКА ФРИКЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ТРЕНИИ СПЛАВА АМГ2 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ**

*А.В. Филиппов, к.т.н, ст.преп.<sup>1</sup>, н.с.<sup>2</sup>, Н.Н. Шамарин, асс.<sup>1</sup>, О.А. Подгорных, зав. лаб.\**

*<sup>1</sup>Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,  
652055, г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-7-77-61*

*<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
634055, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел. (3822)-49-18-81*

*E-mail: avf@ispms.ru*

В работе рассматривается экспериментальное исследование динамики фрикционных процессов при трении объемных ультрамелкозернистых материалов. В качестве модельных образцов использовался алюминиевый сплав АМг2 с ультрамелкозернистой структурой, сформированной методом равноканального углового прессования. В процессе сухого трения скольжения осуществлялась регистрация сигналов виброускорений и акустической эмиссии.

Алюминиево-магниевые сплавы обладают комплексом физико-механических свойств, обеспечивающим их широчайшее применение в различных промышленных отраслях. Малая масса и хорошая формовемость наряду с высокой коррозионной стойкостью сплава АМг2 позволяют применять его в машиностроении при производстве цистерн, в ракетно-космической технике при изготовлении корпусных деталей, а также в судостроении. В тоже время одним из существенных недостатков этого сплава является низкий предел текучести и предел прочности. Для повышения прочности и, следовательно, эксплуатационных характеристик данного сплава применяют методы интенсивной пластической деформации, которые обеспечивают измельчение структуры материала до ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния. Обеспечив выполнение закона Холла-Петча можно добиться многократного роста пределов прочности и текучести (при статических испытаниях) сплава АМг2 и тем самым расширить область его промышленного применения [1,2].

Изменение структуры материала и его механических свойств в процессе интенсивной пластической деформации влечет за собой изменение в характере отклика материала на его механическую обработку в процессе формообразования изделия. Этот отклик выражается в изменении морфологии и механических свойствах поверхностного и приповерхностного слоев. Поскольку повышенная прочность требует приложения более интенсивного механического воздействия при обработке материала, постольку следует ожидать изменение степени наклепа в поверхностном слое изделия, что может оказать как положительное, так и отрицательное воздействие на усталостную прочность изделия. Кроме того, повышенные нагрузки в процессе формообразования влекут за собой изменение в динамическом отклике технологической системы на механическое воздействие формирующего инструмента (резец, фреза, штамп и т.д.) [3–18].

В процессе механической обработки резанием контакт между инструментом и заготовкой происходит в условиях экстремально высокой нагрузки, приходящейся на малую площадь, что влечет за собой интенсификацию деформационных процессов в приповерхностном слое обрабатываемого материала, обусловленных с одной стороны деформацией сдвига, с другой стороны интенсивным сухим адгезионным трением скольжения [19–28]. Изменение динамики фрикционных процессов влечет за собой изменения в степени деформации приповерхностного слоя материала, что существенно влияет на его усталостную прочность.

В связи с выше сказанным целью данной работы является исследование динамического поведения алюминиевого сплава АМг2 в исходном состоянии и с ультрамелкозернистой структурой в условиях сухого трения скольжения.

Для проведения исследований использовалась экспериментальная установка, представленная на рисунке 1. Трение скольжения осуществлялось по схеме палец-диск на трибометре Tribotechnic. Изменение динамики фрикционных процессов оценивалось с применением лазерного Доплеровского виброметра PSV-500-3D-HV и комплекса АЭ диагностики ЭЯ-2. Испытания проводились на образцах с крупнокристаллической и ультрамелкозернистой структурой. УМЗ образцы получены методом равноканального углового прессования (РКУП). Число проходов при РКУП составляло от 2 до 8. Число проходов эквивалентно степени деформации материала.

Динамика развития фрикционных процессов указывает на то, что с начала процесса трения коэффициент трения принимает максимальное значение ~0,42 для всех образцов и затем начинает не монотонно снижаться в пределах периода времени 1600-2500 секунд (рисунок 2а). Указанный период является этапом приработки трибосопряжения в котором происходит формирование начальной микрошероховатости на поверхности образцов алюминиево-магниевого сплава. Затем трение реализуется достаточно монотонно с небольшими всплесками величины коэффициента трения, которые обуслов-

лены механизмами формирования (на поверхности стального шарика) и обратного переноса (с поверхности стального шарика на поверхность алюминиевого сплава) слоя адгезионного переноса. В режиме установившегося трения коэффициент трения для исходного образца составляет  $\sim 0,248$ , для образца после 2 проходов РКУП  $\sim 0,231$ , для образца после 4 проходов РКУП  $\sim 0,245$ , для образца после 8 проходов РКУП  $\sim 0,254$ . Небольшое увеличение коэффициента трения для образцов с УМЗ структурой по мере увеличения числа проходов РКУП обусловлено повышением вклада адгезии в трение за счет уменьшения дисперсности структуры материала.

Амплитуда виброускорений в плоскости действия силы трения (рисунок 2б) изменяется качественно подобно коэффициенту трения. Однако, набегающая величина среднеквадратичного значения амплитуды виброускорений указывает на то, что максимум вибраций трибологической системы приходится на образец сформированный двумя проходами РКУП. С увеличением числа проходов уровень вибраций в трибологической системе приходит к значениям эквивалентным исходному образцу для которого регистрировались минимальные колебания. Увеличение амплитуды виброускорений при трении двухпроходного образца обусловлено его неравновесной структурой, поскольку двух проходов РКУП недостаточно для начала процессов динамической рекристаллизации, которая обеспечивает формирование равноосной зеренной структуры с октаэдрическими зёрнами и полностью сформированными границами.

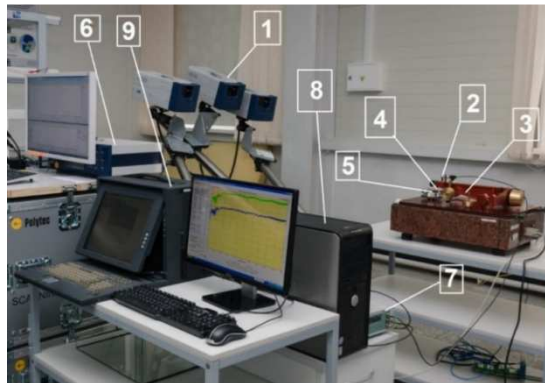


Рис. 1. Экспериментальная установка: 1 – лазерный доплеровский виброметр, 2 – датчик АЭ, 3 – трибометр, 4 – образец, 5 – контртело, 6 – система обработки данных виброметра, 7 – усилитель АЭ, 8 – система обработки данных трибометра, 9 – система обработки данных АЭ.

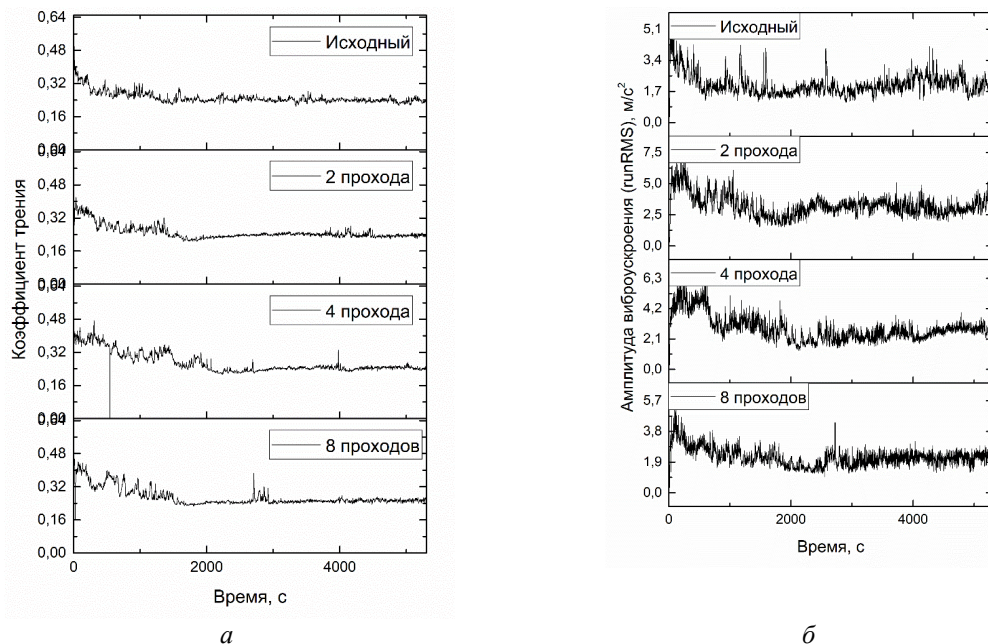


Рис. 2. Динамика изменения коэффициента трения (а) и амплитуды виброускорений (б) в процессе сухого трения скольжения

Амплитуда сигналов акустической эмиссии также существенно зависит от изменения динамики фрикционных процессов при трении исходных образцов и образцов с ультрамелкозернистой структурой (рисунок 3). Динамика изменения огибающей амплитуды АЭ сигналов указывает на немонотонный характер трения всех рассматриваемых образцов, что согласуется с данными по динамике изменения коэффициента трения и амплитуды виброускорений. Нарастание величины огибающей амплитуды АЭ по мере увеличения длительности испытаний свидетельствует о развитии интенсивных деформационных процессов на контактных площадках, которые являются основными источниками повышения мощности АЭ.

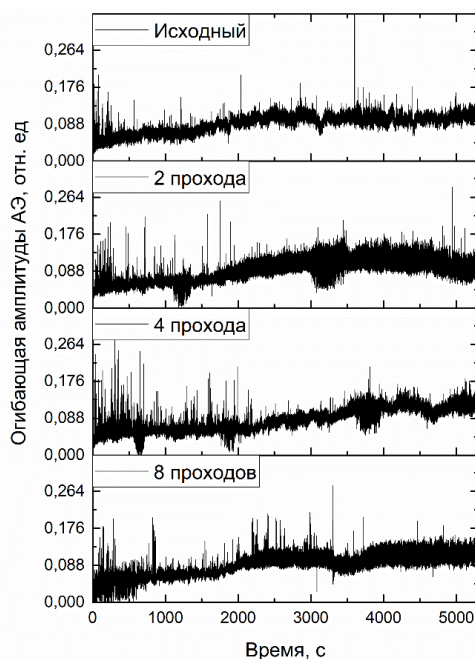


Рис. 3. Динамика изменения огибающей амплитуды акустической эмиссии в процессе сухого трения скольжения

В результате выполненных экспериментальных исследований установлено, что при сухом трении скольжения материала с ультрамелкозернистой структурой, сформированной после двух проходов РКУП, в трибосопряжении достигается минимальное значение коэффициента трения. При трении образцов с УМЗ структурой амплитуда акустической эмиссии изменяется в больших пределах и достигает большей величины, чем при трении материала с исходной структурой, что указывает на развитие более интенсивных деформационных процессов при трении УМЗ материалов.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00058.*

#### Список литературы

20. Valiev R., Islamgaliev R., Alexandrov I. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. vol. 45. 2000. doi:10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
21. Valiev RZ, Alexandrov I V, Zhu YT, Lowe TC. Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation. J Mater Res 2002;17:5–8. doi:10.1557/JMR.2002.0002.
22. Sedláček M, Podgornik B, Vižintin J. Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear. Wear 2009;266:482–7. doi:10.1016/j.wear.2008.04.017.
23. Wang WZ, Chen H, Hu YZ, Wang H. Effect of surface roughness parameters on mixed lubrication characteristics. Tribol Int 2006;39:522–7. doi:10.1016/j.triboint.2005.03.018.
24. Grzesik W, Brol S. Hybrid approach to surface roughness evaluation in multistage machining processes. J Mater Process Technol 2003;134:265–72. doi:10.1016/S0924-0136(02)01105-6.

25. De Chiffre L, Lonardo P, Trumpold H, Lucca D a., Goch G, Brown C a., et al. Quantitative Characterisation of Surface Texture. *CIRP Ann - Manuf Technol* 2000;49:635–52. doi:10.1016/S0007-8506(07)63458-1.
26. Jiang XJ, Whitehouse DJ. Technological shifts in surface metrology. *CIRP Ann - Manuf Technol* 2012;61:815–36. doi:10.1016/j.cirp.2012.05.009.
27. Grzesik W. Surface Integrity. *Adv Mach Process Met Mater* 2017:533–61. doi:10.1016/B978-0-444-63711-6.00020-X.
28. Grzesik W. Prediction of surface topography in precision hard machining based on modelling of the generation mechanisms resulting from a variable feed rate. *Int J Adv Manuf Technol* 2017. doi:10.1007/s00170-017-1129-9.
29. Alfeyorova EA, Lychagin DV. Self-organization of plastic deformation and deformation relief in FCC single crystals. *Mech Mater* 2018;117:202–13. doi:10.1016/J.MECHMAT.2017.11.011.
30. Lychagin D V., Alfeyorova EA. Slip as the basic mechanism for formation of deformation relief structural elements. *Phys Solid State* 2017;59:1433–9. doi:10.1134/S1063783417070137.
31. Alfeyorova EA, Lychagin DV. Deformation relief in crystals as a way of stress relaxation. *Lett Mater* 2017;7:155–9. doi:10.22226/2410.
32. Filippov AV, Tarasov SY, Fortuna SV, Podgornyykh OA, Shamarin NN, Rubtsov VE. Microstructural, mechanical and acoustic emission-assisted wear characterization of equal channel angular pressed (ECAP) low stacking fault energy brass. *Tribol Int* 2018;123:273–85. doi:10.1016/j.triboint.2018.03.023.
33. Lychagin DV, Filippov AV, Kolubaev EA, Novitskaia OS, Chumlyakov YI, Kolubaev AV. Dry sliding of Hadfield steel single crystal oriented to deformation by slip and twinning: Deformation, wear, and acoustic emission characterization. *Tribol Int* 2018;119:1–18. doi:10.1016/j.triboint.2017.10.027.
34. Filippov AV, Rubtsov VE, Tarasov SY, Podgornyykh OA, Shamarin NN. Detecting transition to chatter mode in peakless tool turning by monitoring vibration and acoustic emission signals. *Int J Adv Manuf Technol* 2018;95:157–69. doi:10.1007/s00170-017-1188-y.
35. Lychagin DV, Filippov AV, Novitskaia OS, Chumlyakov YI, Kolubaev EA, Sizova OV. Friction-induced slip band relief of -Hadfield steel single crystal oriented for multiple slip deformation. *Wear* 2017;374–375:5–14. doi:10.1016/j.wear.2016.12.028.
36. Filippov AV, Nikonov AY, Rubtsov VE, Dmitriev AI, Tarasov SY. Vibration and acoustic emission monitoring the stability of peakless tool turning: Experiment and modeling. *J Mater Process Technol* 2017;246:224–34. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.03.030.
37. Filippov AV, Rubtsov VE, Tarasov SY. Acoustic emission study of surface deterioration in tribocontacting. *Appl Acoust* 2017;117:106–12. doi:10.1016/j.apacoust.2016.11.007.
38. [19] Ulutan D, Özel T. Determination of tool friction in presence of flank wear and stress distribution based validation using finite element simulations in machining of titanium and nickel based alloys. *J Mater Process Technol* 2013;213:2217–37. doi:10.1016/j.jmatprotec.2013.05.019.
39. Atlati S, Moufki A, Nouari M, Haddag B. Interaction between the local tribological conditions at the tool- chip interface and the thermomechanical process in the primary shear zone when dry machining the aluminum alloy AA2024-T351. *Tribol Int* 2017;105:326–33. doi:10.1016/j.triboint.2016.10.006.
40. Filice L, Micari F, Rizzuti S, Umbrello D. A critical analysis on the friction modelling in orthogonal machining. *Int J Mach Tools Manuf* 2007;47:709–14. doi:10.1016/j.ijmachtools.2006.05.007.
41. Guo Y, Compton WD, Chandrasekar S. In situ analysis of flow dynamics and deformation fields in cutting and sliding of metals. *Proc R Soc A Math Phys Eng Sci* 2015;471. doi:10.1098/rspa.2015.0194.
42. Uysal A, Altan E. A New Slip-Line Field Modeling of Orthogonal Machining with a Rounded-Edge Worn Cutting Tool. *Mach Sci Technol* 2014;18:386–423. doi:10.1080/10910344.2014.925375.
43. Calistes R, Swaminathan S, Murthy TG, Huang C, Saldana C, Shankar MR, et al. Controlling gradation of surface strains and nanostructuring by large-strain machining. *Scr Mater* 2009;60:17–20. doi:10.1016/j.scriptamat.2008.08.027.
44. Shankar MR, Rao BC, Lee S, Chandrasekar S, King AH, Compton WD. Severe plastic deformation (SPD) of titanium at near-ambient temperature. *Acta Mater* 2006;54:3691–700. doi:10.1016/j.actamat.2006.03.056.
45. Swaminathan S, Brown TL, Chandrasekar S, McNelley TR, Compton WD. Severe plastic deformation of copper by machining: Microstructure refinement and nanostructure evolution with strain. *Scr Mater* 2007;56:1047–50. doi:10.1016/j.scriptamat.2007.02.034.

46. Lee S, Hwang J, Shankar MR, Chandrasekar S, Compton W. Large strain deformation field in machining. Metall Mater Trans A 2006;37:1633–43. doi:10.1007/s11661-006-0105-z.
47. Swaminathan S, Ravi Shankar M, Lee S, Hwang J, King AH, Kezar RF, et al. Large strain deformation and ultra-fine grained materials by machining. Mater Sci Eng A 2005;410–411:358–63. doi:10.1016/j.msea.2005.08.139.

### ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ, СОДЕРЖАЩЕЙ КЕРАМИЧЕСКУЮ ФАЗУ

*А.С. Калиниченко<sup>1</sup>, д.т.н., доц., В.В. Мешкова<sup>1</sup>, мл. науч. сотр., Е.Э. Фельдштейн<sup>2</sup>, д.т.н., проф.*

*<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет*

*<sup>2</sup>Зеленогурский университет*

*220013, Республика Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 65, тел. (375 17)331-00-45*

*E-mail: [vera.miashkova2015@gmail.com](mailto:vera.miashkova2015@gmail.com)*

Исследовано влияние структурных особенностей покрытий, полученных на стали плазменным напылением смеси порошков самофлюсующегося сплава на никельхромовой основе с различным процентным соотношением оксидной керамики на износостойкость полученных покрытий.

The influence of structural features of coatings formed on steel specimens by means of plasma spraying of a mixture of nickel-chromium base powder and different percentage of oxide ceramics one on the coatings wear resistance is investigated.

Важной задачей современной науки и промышленности является повышение эксплуатационных характеристик деталей, работающих в условиях трения [1]. Традиционно, процессом, позволяющим эффективно восстанавливать изношенные поверхности, а также создавать износостойкие покрытия на новых деталях, является плазменное напыление. Для обеспечения стойкости деталей протяжных устройств в процессе эксплуатации требуется технология получения износостойких покрытий на рабочих поверхностях роликов, так как они подвергаются высоким удельным давлениям. Было предложено использовать технологию плазменного напыления покрытий из механической смеси порошков самофлюсующегося никелевого сплава ПГ-ХН80СР4 (системы Ni-Fe-Cr-Si-B-C) с нейтральной оксидной керамикой  $Al_2O_3$ . Покрытия из самофлюсующихся сплавов рекомендуется применять для защиты поверхностей от износа при одновременном воздействии коррозионной среды и высоких температур с умеренными ударными нагрузками. Самофлюсующиеся сплавы обладают высокими эксплуатационными характеристиками, однако применение их ограничено высокой стоимостью. Для снижения стоимости обработки, а также для снижения адгезии между медным проводом и никелевой матрицей самофлюсующегося покрытия предложено использовать примесь нейтральной оксидной керамики  $Al_2O_3$  в количестве 15-30 %.

Для плазменного напыления использовалась установка УПУ-3Д с плазмотроном ПП-25. В качестве плазмообразующего и транспортирующего газа применялся азот. Расход газа – 3 м<sup>3</sup>/ч. Напряжение дуги 80 В, сила тока 410 А, объемный расход плазмообразующего газа ( $N_2$ ) G = 40...50 л/мин. Толщина напыленного слоя составила 0,8...1,1 мм. Для покрытия использовалась смесь самофлюсующегося порошка ПГ-ХН80СР4 на никельхромовой основе системы Ni-Fe-Cr-Si-B-C с оксидной керамикой  $Al_2O_3$  с процентным содержанием 15, 20, 25 и 30%. Предварительно для повышения адгезии покрытия образцы грунтовались тонким слоем самофлюса. Покрытие наносилось в режиме наплавки (заготовка предварительно нагревалась до 800°C) с оплавлением.

Ранее было установлено, что при содержании  $Al_2O_3$  25-30% в покрытии наблюдается пористость и значительно повышается риск трещинообразования, что снижает физико-механические свойства, в частности, твердость [2]. Для повышения качества нанесенных слоев были отработаны технологические режимы, обеспечивающие формирование слоев без пористости и трещин. При получении покрытия с помощью указанной технологии существовала опасность сегрегации напыляемой смеси из-за значительной разницы удельных плотностей оксидной керамики и никелевой матрицы самофлюсующегося покрытия. Однако, исследования структуры материала посредством СЭМ показали, что частицы  $Al_2O_3$  равномерно распределены в толще покрытия (рисунок 1). Для детального рассмотрения структуры и последующего исследования фаз в покрытии проводился элементный анализ. Все покрытия имеют сходную структуру: темные участки – частицы  $Al_2O_3$ , светло-серые – никелевая эвтектика; темно-серые участки – соединения хрома.